

# 7B50 铝合金淬透性及其临界平均冷却速率研究

康雷<sup>1</sup>, 赵刚<sup>1</sup>, 刘坤<sup>2</sup>, 田妮<sup>1</sup>

(1. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. University of Quebec at Chicoutimi, Quebec G7H 2B1, Canada)

**摘要:** 本研究通过 7B50 合金改进型 Jominy 样品表面喷水淬火实验, 在获得实测冷却曲线、不同时效状态合金的电导率和硬度的基础上, 结合自然时效状态合金的微观组织, 对 7B50 合金的淬透性及其临界平均冷却速率展开研究。结果表明: 7B50 合金自然时效 50 d 的淬透深度为 70 mm, 对应淬火敏感温度区间 (420~230 °C) 内的平均冷却速率为 1.55 °C·s<sup>-1</sup>; 先自然时效 50 d 再人工峰时效合金的淬透深度减至 60 mm, 对应的平均冷却速率为 1.95 °C·s<sup>-1</sup>; 与自然时效状态相比, 先自然时效再人工峰时效处理后合金的淬透性变差, 淬火敏感性增加。表面喷水淬火时, 非均匀析出相首先在晶界/亚晶界上析出, 然后在基体内的 Al<sub>3</sub>Zr 粒子上析出; 晶界/亚晶界上观察到析出相, 出现在距淬火表面仅 3 mm 处, 对应淬火敏感温度区间内的平均冷却速率高达 981 °C·s<sup>-1</sup>; 基体内零星析出尺寸较小的非均匀析出相, 出现在距淬火表面 10 mm 处, 对应的平均冷却速率为 37.75 °C·s<sup>-1</sup>。喷水淬火后, 距淬火表面 25 mm 处的性能与淬火表面处相比变化不大, 该位置对应的平均冷却速率为 9.34 °C·s<sup>-1</sup>, 远小于淬火表面处, 控制 7B50 合金厚板的喷水淬火过程, 使厚板内部的平均冷却速率接近但不低于 9.34 °C·s<sup>-1</sup>, 厚板淬火-时效后将获得较好的性能。

**关键词:** 7B50 铝合金; 表面喷水淬火; 淬透性; 冷却速率; 微观组织

中图分类号: TG146.2<sup>1</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0309-08

7XXX 系超高强铝合金是飞机制造业中广泛应用的大规格厚截面材料<sup>[1,2]</sup>。该系合金存在一定的淬火敏感性<sup>[3]</sup>, 即由于冷却速率沿板厚方向分布不均匀, 导致淬火后厚板表面和心部的性能存在显著差异的现象<sup>[4]</sup>, 严重阻碍航空构件向大型化、整体化发展, 因此 7XXX 系合金的淬火敏感性问题倍受关注。

7XXX 系合金淬火敏感性的高低决定了合金厚板在特定淬火条件下被淬透的能力<sup>[5]</sup>, 淬透性与淬火敏感性的影响因素相同<sup>[6]</sup>, 因此常用淬透性来量化表征淬火敏感性。室温水淬火条件下, 7050 合金的淬透深度为 60~65 mm<sup>[6,7]</sup>, 7055 合金仅为 45 mm<sup>[8]</sup>, 而 7085 合金的淬透性较好超过了 100 mm<sup>[6,9]</sup>。影响 7XXX 系合金淬透性的主要因素包括: 强化合金元素<sup>[10]</sup>、微量元素及杂质含量<sup>[11,12]</sup>、热处理过程<sup>[13]</sup>、热加工过程<sup>[14]</sup>及时效处理工艺<sup>[15]</sup>等。目前, 研究淬透性的主要方法包括: 端淬-硬度法、TTP (time-temperature-properties) 曲线法、CCT (continuous-cooling-transformation) 曲线法、TTT (time-temperature-transformation) 曲线法、理论计算法及数值模拟法等<sup>[16]</sup>。比较而言, 末端淬火 (Jominy)<sup>[17]</sup>实验因实验量小, 实验条件与在线淬火过程相似, 且可以获得淬火时沿板材厚度方向的冷却曲线, 应用最为广泛。电导率对铝合金微观组织变化极为敏感, 是表征过饱和

固溶体脱溶析出的有力工具<sup>[18]</sup>。通过末端淬火实验, 结合硬度、电导率、真实冷却速率等数据综合研究 7XXX 系合金的淬透性, 目前的研究工作尚不充分。因此本研究采用 7B50 合金厚板制备改进型 Jominy 样品<sup>[19]</sup>进行表面喷水淬火实验, 在精确测定样品不同位置冷却曲线的基础上, 结合不同时效状态的硬度和电导率数据研究 7B50 合金的淬透性, 探究淬火平均冷却速率对合金微观组织的影响, 建立冷却速率-合金性能-微观组织间的对应关系, 为研究 7B50 合金淬火敏感性机理及优化该合金厚板的淬火工艺提供依据。

## 1 实验

实验所用材料为 80 mm 厚 7B50 合金热轧板, 合金成分 (质量分数, %) 由 Oxford-instruments FOUNDRY MASTER Pro 直读光谱仪测定, 如表 1 所示。由厚板取料加工成轴向平行于板材轧制方向有效尺寸为  $\varnothing 70$  mm  $\times$  170 mm 的改进型 Jominy 样品, 样品的装配效果及实验装置如图 1 所示。

在如图 1a 所示样品的轴向凹槽内沿轴线, 以钻孔、铆接的方法, 安装 9 组 NiCr-NiSi 型热电偶, 电偶与淬火表面的距离依次为 3, 6, 10, 15, 25, 35, 65, 100 和 160 mm, 样品装配完毕的外形及尺寸如图 1b。具体的热电偶安装步

收稿日期: 2018-01-09

基金项目: 十三五国家重点研发计划 (2016YFB0300801); 国家自然科学基金青年科学基金 (51371045)

作者简介: 康雷, 男, 1987 年生, 博士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83681533, E-mail: kangleiahut@126.com

骤及样品的装配细节参见文献[19]。样品喷水淬火前进行 470 °C, 2 h+483 °C, 4 h 双级固溶处理, 随后迅速安放在如图 1c 所示的实验装置上, 开始喷水淬火实验。样品的转移时间小于 5 s, 喷水嘴的直径为 12.5 mm, 喷水嘴与样品淬火表面的距离为 12.5 mm, 无样品时自由水柱的高度

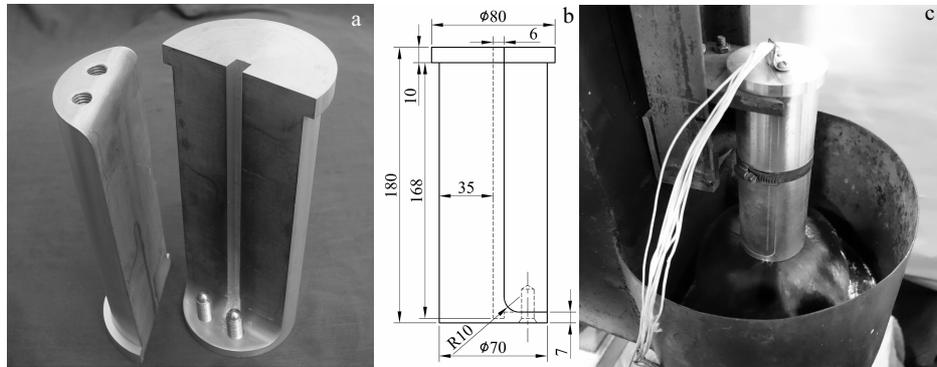


图 1 表面喷水淬火样品及实验装置示意图

Fig.1 Schematic diagrams of the specimen and experimental devices for water-spray quenching: (a) modified Jominy specimen, (b) assembly diagram of the specimen, and (c) experimental devices

为 90 mm, 水温为 9 °C。实验过程中水柱喷射到淬火表面的效果如图 1c 所示。采用 HIOKI 8430-21 型数据记录仪采集温度变化数据, 采集频率为 10 Hz。

样品冷却至室温后喷水淬火结束, 将样品沿对称面剖开, 于淬火表面及 9 个测温位置垂直样品轴线切 1.5 mm 片状试样, 并在样品中心区域沿轴线切取 180 mm 条状试样。所有试样先统一进行 50 d 自然时效, 然后其中一组片状及条状试样再进行 120 °C, 24 h 人工峰时效处理。测定不同时效状态片状试样的电导率, 并观察其自然时效状态的微观组织。不同时效状态的条状试样从淬火表面处开始以一定间隔 (0~80 mm 间隔 5 mm, 80~180 mm 间隔 10 mm) 测量维氏硬度。

采用 WILSON WOLPERT 450-SVD 维氏硬度计测定试样硬度, 载荷为 5 kg, 保载时间为 10 s。采用 FISCHER SIGMASCOPE SMP10 电导率仪测定试样电导率。采用 OLYMPUS OLS 3100 激光共聚焦显微镜观察腐蚀后自然时效状态片状试样, 采用 ZEISS Ultra Plus 场发射扫描电镜观察未腐蚀自然时效状态片状试样, 研究淬火冷却速率对合金晶界及亚晶界上析出情况的影响。透射电镜样品采用双喷减薄法制备, 双喷液成分为 30% HNO<sub>3</sub>+70% CH<sub>3</sub>OH, 温度为 -20~-30 °C, 电压为 12~15 V。采用 JEOL JEM-2100F 场发射透射电镜观察自然时效状态试样, 加速电压为 200 kV, 研究淬火冷却速率对合金基体内析出情况的影响。

## 2 实验结果

表 1 实验用 7B50 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7B50 aluminum alloy (wt%)

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Zr	Others (each)	Al
6.4	2.3	2.1	0.09	0.05	0.12	≤0.05	Bal.

### 2.1 7B50 合金表面喷水淬火时的实测冷却曲线

由 7B50 合金表面喷水淬火时不同位置的实测冷却曲线 (图 2a) 及相应位置在 7X50 型合金淬火敏感温度区间 420~230 °C<sup>[20,21]</sup> 的平均冷却速率曲线 (图 2b) 可知, 随着测温点远离样品淬火表面, 冷却曲线的下降速率明显放缓, 淬火敏感温度区间内的平均冷却速率迅速减小。距淬火表面 3 mm 处, 喷水淬火开始 0.3 s, 温度就从 483 °C 骤降至 220 °C, 平均冷却速率高达 981 °C·s<sup>-1</sup>; 而在远离淬火表面的 160 mm 处, 喷水淬火开始 60 s, 冷却曲线只有轻微下降, 平均冷却速率仅为 1.06 °C·s<sup>-1</sup>。

### 2.2 时效处理对 7B50 合金淬透性的影响

图 3 为 7B50 合金表面喷水淬火并经过不同状态时效处理后, 合金的电导率和硬度随距离增加的变化关系。可见不同时效状态下, 样品的电导率和硬度的变化趋势相反, 即沿样品轴线远离淬火表面, 电导率持续上升而硬度逐渐下降, 两者具有较好的对应关系。距淬火表面 0~25 mm 及 100~180 mm 区域内, 样品的电导率和硬度随距离增加变化不明显, 而样品的中部 (距淬火表面 25~100 mm), 样品的电导率和硬度随距离增加快速变化。

图 3a 中自然时效 50 d 样品硬度的最大值为 1595 MPa, 出现在距淬火表面 5 mm 处, 若定义样品最大硬度下降 10% 处到淬火表面的距离为合金的淬透深度<sup>[22]</sup>, 由图 4 7B50 合金改进型 Jominy 样品轴向性能分数变化曲线可知, 自然时效 50 d 时, 7B50 合金的淬透深度为 70 mm, 此处的电导率与淬火表面处的电导

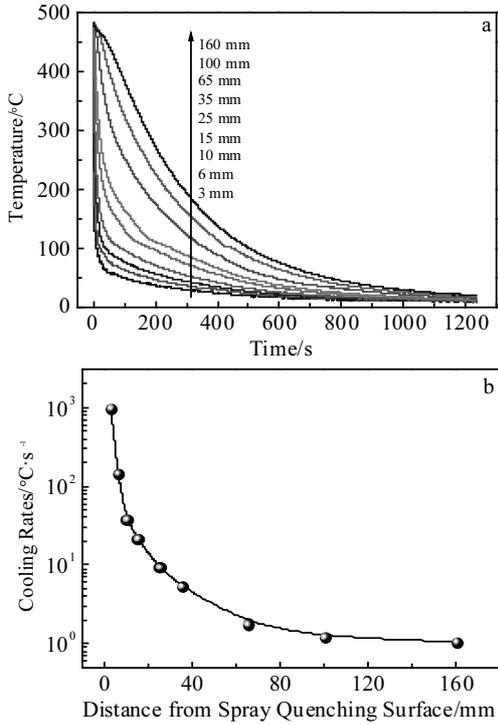


图 2 7B50 合金表面喷水淬火时的实测温度场

Fig.2 Measured temperature field during water-spray quenching: (a) cooling curves and (b) average cooling rates in temperature range of 420~230 °C

率 28.4%IACS 相比，上升了 7.2%。同理在图 3b 中，先自然时效 50 d 再人工峰时效处理样品的最大硬度为 1902 MPa，出现在淬火表面处，由图 4 可知，7B50 合金该时效状态下的淬透深度为 60 mm，此处的电导率与淬火表面处的电导率 31.5%IACS 相比，上升了 4.5%。

2.3 7B50 合金自然时效状态微观组织分析

图 5 为 7B50 合金表面喷水淬火后，样品不同位置自然时效状态腐蚀后的金相形貌。由图 5a 可见，淬火表面处的晶界、亚晶界上及基体内均未发现明显的析出现象，亚晶界由于没有析出相的勾画显露不明显。距淬火表面 10, 25 和 35 mm 处，随着距离增加晶界析出相的数量逐渐增加，晶界由于析出相的勾画愈发明显，亚晶界也逐渐显露，从 10 mm 处的析出相仅在个别的亚晶界上呈“细点状”析出，发展到 35 mm 处的大部分亚晶界被高密度、断续分布的析出相勾画，如图 5b、5c、5d 所示。相比而言，距淬火表面 10 和 25 mm 处的微观形貌较为接近，且与 35 mm 处相差较大。图 5e、5f 为距淬火表面 65 和 100 mm 处的微观形貌，远离淬火表面时晶界及亚晶界上析出相的密度更高，尺寸更大，呈“链状”分布，亚晶界已完全显露；基体内也可见一定数量

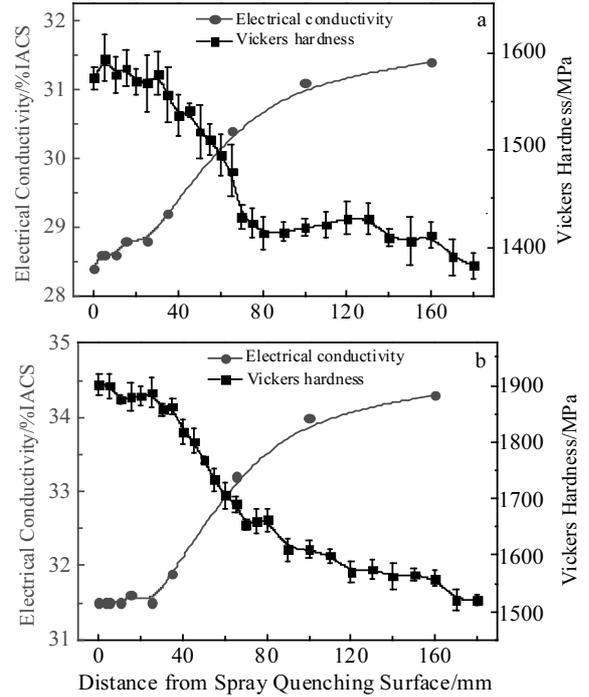


图 3 喷水淬火后不同时效状态 7B50 合金电导率和硬度随距离的变化关系

Fig.3 Relationship of electrical conductivity and Vickers hardness to the distance from the spray quenching surface: (a) natural aging for 50 d and (b) natural aging for 50 d followed by peak aging treatment

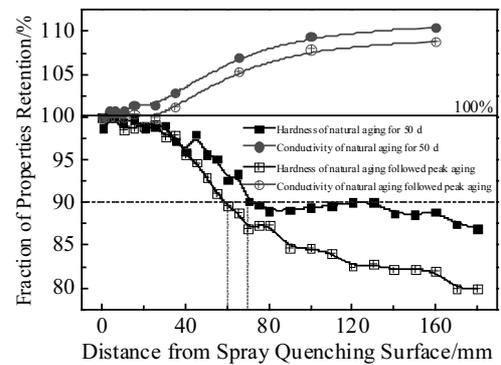


图 4 7B50 合金 Jominy 样品沿轴向的性能分数变化曲线

Fig.4 Fraction of properties retention along the axial direction of modified Jominy specimen

的析出相，随着与淬火表面距离的增加，基体析出相的尺寸逐渐增大，密度随之减小。

图 6 为 7B50 合金表面喷水淬火后，样品不同位置自然时效状态未腐蚀的 SEM 背散射电子形貌。图 6a 为样品淬火表面处，沿轧制方向分布尺寸为 2~3 μm 的块

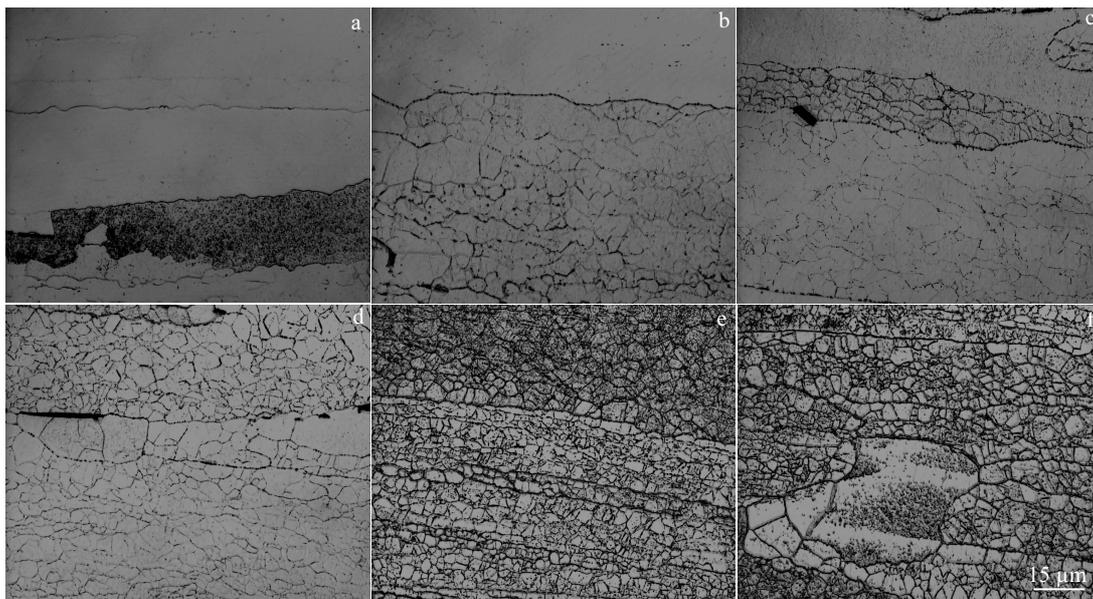


图 5 自然时效状态改进型 Jominy 样品距淬火表面不同距离处腐刻后的金相形貌

Fig. 5 Optical microstructures at different locations from the spray quenching surface of modified Jominy specimen after natural aging for 50 d (after etching): (a) 0 mm, (b) 10 mm, (c) 25 mm, (d) 35 mm, (e) 65 mm, and (f) 100 mm

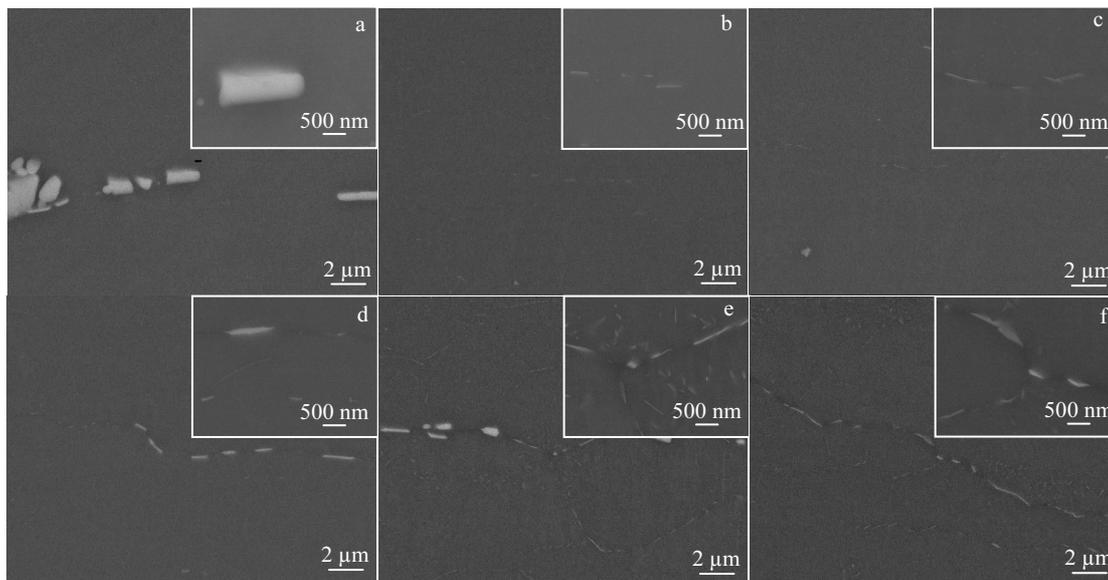


图 6 自然时效状态改进型 Jominy 样品距淬火表面不同距离处未腐刻的 SEM 背散射电子形貌

Fig.6 SEM backscattered electron images at different locations from the spray quenching surface of modified Jominy specimen after natural aging for 50 d (without etching): (a) 0 mm, (b) 10 mm, (c) 25 mm, (d) 35 mm, (e) 65 mm, and (f) 100 mm

状相为结晶相，晶界、亚晶界上及基体内未见析出相出现。图 6b、6c、6d 为距淬火表面 10~35 mm 处的形貌，随着距离不断增加，晶界析出相的尺寸由不足 1 μm 逐渐长大到 2~3 μm，外形由靠近淬火表面处的针状逐渐长大成棒状，图 6b、6d 的高倍形貌中可见部分亚晶界析出

相，图 6c 的高倍形貌中可见细小、非均匀分布的基体析出相。图 6e、6f 为距淬火表面 65 和 100 mm 处的形貌，此时，晶界析出相较距淬火表面 35 mm 处稍有长大；亚晶界析出相的数量明显增加，其尺寸长大到约 1 μm；基体析出相分布不均匀，在晶界附近较多，且尺寸差别较

大。SEM 的结果进一步证实了图 5 金相形貌中晶界及亚晶界的显露是由于其上析出相的勾画作用所致。

图 7 为 7B50 合金表面喷水淬火后, 样品不同位置自然时效态的 TEM 明场形貌。样品淬火表面处的晶界/亚晶界上及基体内均未见析出相, 在晶界/亚晶界附近弥散分布着尺寸为 20~40 nm 的点状相, 如图 7a 所示。根据该点状相对应的沿  $\langle 100 \rangle_{Al}$  方向的 SAED 花样, 其衍射斑点位于  $1/2 \{200\}$  和  $1/2 \{220\}$  (图 8a), 再由对应的能谱分析结果, 判断该相为  $Al_3Zr$  相<sup>[23,24]</sup>。由于样品淬火后进行了 50 d 自然时效处理, 图 8a 中还可可见 GPI 区对应的衍射斑点, 位于  $\{1, (2n+1)/4, 0\}$  位置, 其中  $\{1, 1/4, 0\}$  和  $\{1, 7/4, 0\}$  的衍射斑最明显<sup>[23,25]</sup>。图 7b 为距淬火表面 10 mm 处的形貌, 图中晶界/亚晶界上析出了棒状相, 尺寸约为 0.2  $\mu m$ , 且晶界/亚晶界附近零星分布着少量的基体析出相, 此时基体析出相的尺寸较小, 仅有 60 nm。图 7c~7f 为距淬火表面 25~100 mm 处的基体形貌, 随着距离增加, 基体析出相主要以  $Al_3Zr$  粒子为核心非均匀形核析出<sup>[26]</sup>, 且尺寸逐渐长大, 在远离淬火表面的 65 和 100 mm 处, 基体析出相的尺寸较 35 mm 处长大明显, 由 35 mm 处的 0.1~0.2  $\mu m$  长大到 100 mm 处的 0.5~1  $\mu m$ 。图 8c 为图 7f 中棒状析出相对应的沿  $\langle 110 \rangle_{Al}$  方向的 SAED 花样, 该相对应的衍射斑位于  $1/3 \{220\}$  和  $2/3 \{220\}$  位置, 说明非均匀析出的棒状相为  $\eta$  相<sup>[23,27]</sup>。

由图 7b 可知, 在距离淬火表面 10 mm 处, 同时观察到晶界/亚晶界析出相及基体非均匀析出相, 为了进一

步研究晶界/亚晶界上及基体内析出相出现的先后次序, 得到距离淬火表面 3 及 6 mm 处的 TEM 明场形貌如图 9 所示。观察图 9a、9b 发现, 喷水淬火过程中, 距样品淬火表面 3 mm 处的晶界/亚晶界上已经观察到细小的析出相, 而基体内尤其是  $Al_3Zr$  粒子上未见析出相。距离淬火表面 6 mm 处, 晶界/亚晶界上的析出相较 3 mm 处已开始长大, 但基体内尤其是  $Al_3Zr$  粒子上仍未见析出相出现, 如图 9c、9d 所示。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 表面喷水淬火时冷却速率对合金微观组织的影响

利用图 2b 中 7B50 合金改进型 Jominy 样品喷水淬火时的平均冷却速率数据拟合出冷却速率与距淬火表面距离的函数关系式为:

$$y = 74.47 \exp\left(-\frac{x}{11.46}\right) + 8442.13 \exp\left(-\frac{x}{1.35}\right) + 1.32 \quad (3 \leq x < 25) \tag{1}$$

$$y = 42.61 \exp\left(-\frac{x}{15.16}\right) + 1.13 \quad (25 \leq x \leq 160) \tag{2}$$

公式 (1) 和 (2) 中,  $y$  表示淬火敏感温度区间内的平均冷却速率, 单位为  $^{\circ}C \cdot s^{-1}$ ;  $x$  表示距淬火表面的距离, 单位为 mm。当  $3 \text{ mm} \leq x < 25 \text{ mm}$  时采用公式 (1), 当  $25 \text{ mm} \leq x \leq 160 \text{ mm}$  时采用公式 (2) 计算样品轴向不同位置的冷却速率。

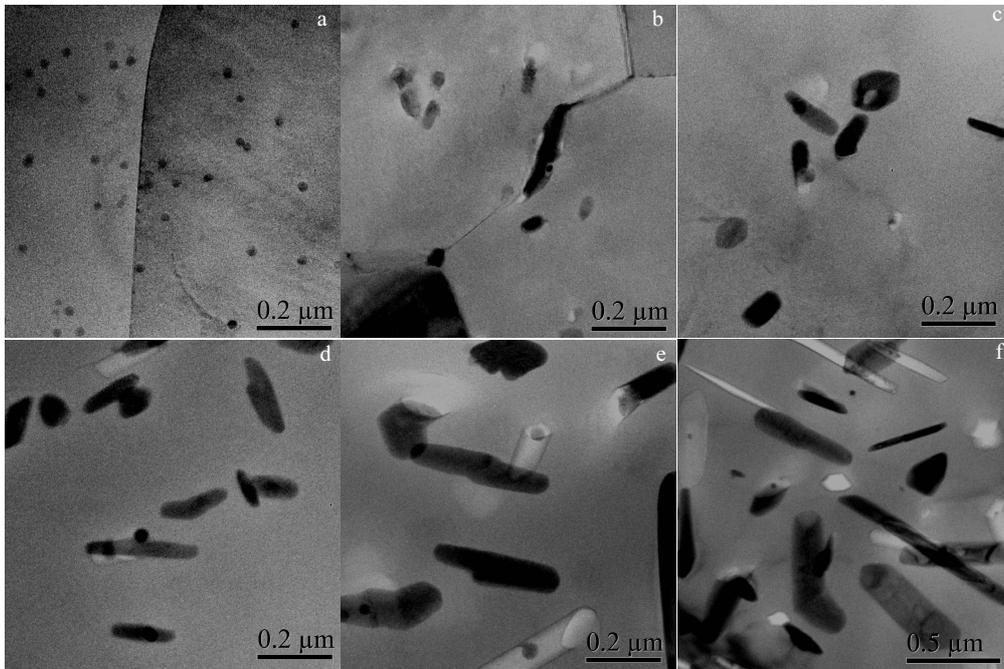


图 7 自然时效状态改进型 Jominy 样品距淬火表面不同距离处的 TEM 明场形貌

Fig.7 TEM bright field images at different locations from the spray quenching surface of modified Jominy specimen after natural aging for 50 d: (a) 0 mm, (b) 10 mm, (c) 25 mm, (d) 35 mm, (e) 65 mm, and (f) 100 mm

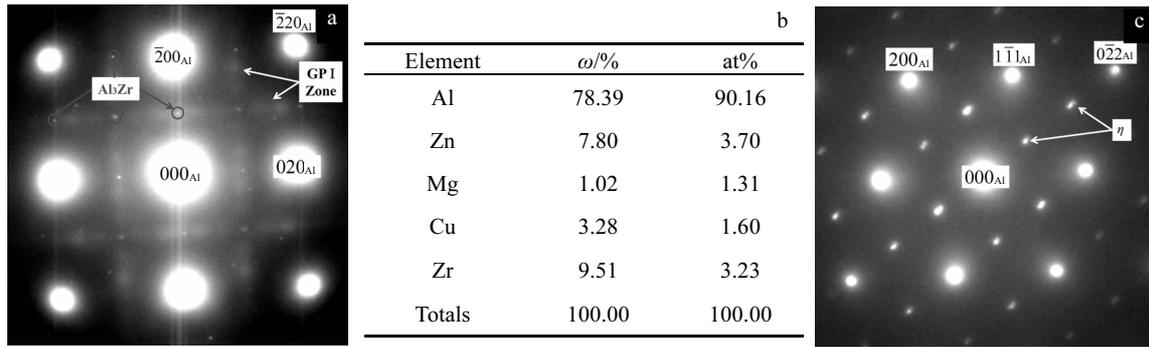


图 8 图 7 中第二相的鉴定结果

Fig.8 Identification results of second phases appearing in Fig. 7: (a) SAED pattern of globular phases in Fig.7a recorded near  $\langle 100 \rangle_{Al}$ , (b) EDS result of globular phases in Fig.7a, and (c) SAED pattern of rod-like phases in Fig. 7f recorded near  $\langle 110 \rangle_{Al}$

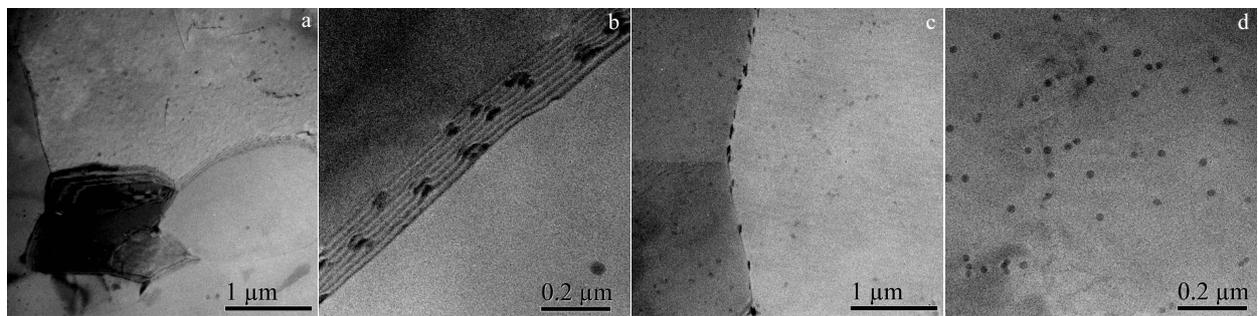


图 9 自然时效状态改进型 Jominy 样品靠近淬火表面处的 TEM 明场像

Fig.9 TEM bright field images at locations close to the spray quenching surface of modified Jominy specimen after natural aging for 50 d: (a, b) 3 mm and (c, d) 6 mm

由图 4 可知 7B50 合金喷水淬火后自然时效 50 d 样品的淬透深度为 70 mm，用公式 (2) 计算该位置在淬火敏感温度区间内的平均冷却速率为  $1.55 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ；同理，喷水淬火后先自然时效 50 d 再人工峰时效处理样品的淬透深度为 60 mm，对应的平均冷却速率为  $1.95 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 。可见，7B50 合金固溶处理并淬火后，先自然时效 50 d 再人工峰时效处理的样品与只进行 50 d 自然时效的样品相比淬透性变差，淬火敏感性增加。

分析距淬火表面不同距离处的微观形貌可知，合金中的淬火诱导析出相首先在晶界/亚晶界上析出，然后在基体内某些特殊位置如  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子上析出。距淬火表面 3 mm 处的晶界/亚晶界上就已出现尺寸较小的析出相，对应的淬火敏感温度区间内的平均冷却速率  $981 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ；基体内析出零星、细小的非均匀析出相出现在距淬火表面 10 mm 处，对应的淬火敏感温度区间内的平均冷却速率为  $37.75 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ；基体内非均匀析出的  $\eta$  相主要以  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子为核心形核长大，出现在距淬火表面 25 mm 处，比 P. Y. Li<sup>[28]</sup> 等人的研究结果更靠近样品淬火表面，此处对应的平均冷却速率为  $9.34 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

### 3.2 7B50 合金淬透性与微观组织的关系

从图 4 可以看出，7B50 合金喷水淬火并自然时效 50 d 后的淬透性高于先自然时效 50 d 再人工峰时效处理的合金，这与刘胜胆<sup>[29]</sup>等人的研究结果不同。7B50 合金的强化相为 GP 区和  $\eta'$  相，自然时效态的强化相为 GP 区，人工峰时效状态的强化相主要是  $\eta'$  相<sup>[30]</sup>。随着距样品淬火表面距离的增加，合金的淬火冷却速率迅速下降，基体内溶质原子及空位的过饱和度迅速降低，导致合金在自然时效阶段形成的 GP 区密度低、尺寸小<sup>[31]</sup>，因此距淬火表面越远自然时效后的硬度越低。

7XXX 系合金的时效析出序列为：过饱和固溶体  $\rightarrow$  GP 区  $\rightarrow \eta'$  相  $\rightarrow \eta$  相，故 GP 区的尺寸、密度及分布对人工时效阶段  $\eta'$  相的形成至关重要<sup>[29]</sup>。7XXX 系合金时效过程中能形成两种 GP 区，一种为富含 Zn 原子且不含空位的 GPI 区；另一种为富含 Zn、Mg 原子及空位的 GPII 区<sup>[32]</sup>。合金在  $120 \text{ }^\circ\text{C}$  人工时效时，自然时效阶段形成的 GPI 区部分回溶至基体，其余转变成  $\eta'$  相，GPI 区的尺寸越小越易回溶；而 GPII 区在人工时效阶段主要转变成  $\eta'$  相<sup>[31]</sup>，很少发生回溶。远离淬

火表面(大于 60 mm)处, 淬火时形成的析出相多为平衡相, 此处自然时效阶段形成的 GPI 区数量少、尺寸小, 在随后人工时效阶段 GPI 区回溶较多, 而平衡析出相吸收溶质原子继续粗化, 导致人工时效后  $\eta'$  相数量较少, 造成远离淬火表面处的硬度在人工峰时效后仅小幅上升。而近淬火表面(小于 10 mm)处的硬度经过人工峰时效后大幅上升。所以采用“样品最大硬度降低 10%位置到淬火表面的距离表示合金的淬透深度”这一标准确定 7B50 合金的淬透深度时, 自然时效 50 d 合金的淬透深度大于先自然时效 50 d 再人工峰时效的合金, 即只进行自然时效合金的淬透性高于先自然时效再人工峰时效的合金。

综合图 3 和图 4 发现, 距淬火表面 0~25 mm 范围内合金的性能(电导率和硬度)变化不明显, 且与淬火表面处相近。分析距淬火表面 25 mm 处的微观组织可知, 此处晶界、亚晶界析出相的数量少且尺寸较小, 基体非均匀析出相仅在个别  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子上出现。表明距淬火表面 25 mm 处与淬火表面相比, 基体内的溶质原子在淬火过程中消耗较少, 仍具有较高的过饱和度, 在随后自然时效及人工峰时效阶段形成 GP 区和  $\eta'$  相的能力与淬火表面处接近, 造成喷水淬火后距淬火表面 25 mm 内合金的性能与淬火表面处相比变化不大。若定义距淬火表面 25 mm 处为喷水淬火时保证合金性能的临界位置, 对应的淬火敏感温度区间内的平均冷却速率为  $9.34\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , 则对 7B50 合金厚板的喷水淬火过程加以控制, 保证淬火时厚板大部分位置在淬火敏感温度区间内的平均冷却速率接近但不低于  $9.34\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , 厚板淬火-时效后将获得较好的性能。

## 4 结 论

1) 固溶处理并表面喷水淬火后, 7B50 合金自然时效 50 d 后的淬透深度为 70 mm, 对应淬火敏感温度区间内的平均冷却速率为  $1.55\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; 先自然时效 50 d 再人工峰时效处理合金的淬透深度为 60 mm, 对应的平均冷却速率为  $1.95\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 。与自然时效 50 d 相比, 先自然时效 50 d 再人工峰时效处理的合金淬透性变差, 淬火敏感性增加。

2) 7B50 合金表面喷水淬火时, 样品轴向不同位置的平均冷却速率与距淬火表面距离的关系式:

$$y = 74.47 * \exp\left(-\frac{x}{11.46}\right) + 8442.13 * \exp\left(-\frac{x}{1.35}\right) + 1.32$$

$$(3\text{ mm} \leq x < 25\text{ mm})$$

$$y = 42.61 * \exp\left(-\frac{x}{15.16}\right) + 1.13$$

$$(25\text{ mm} \leq x \leq 160\text{ mm})$$

3) 7B50 合金表面喷水淬火过程中, 析出相首先在晶界/亚晶界上析出, 然后在基体内某些特殊位置处如  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子上析出。淬火结束在距淬火表面仅 3 mm 处, 晶界/亚晶界上就已出现尺寸较小的析出相, 对应的平均冷却速率为  $981\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; 距淬火表面 10 mm 处, 基体内开始析出零星、细小的非均匀析出相, 对应的平均冷却速率为  $37.75\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ; 距淬火表面 25 mm 处, 基体内非均匀析出的  $\eta$  相主要以  $\text{Al}_3\text{Zr}$  粒子为核心形核析出, 对应的平均冷却速率为  $9.34\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

4) 表面喷水淬火后, 距淬火表面 25 mm 处合金的性能与淬火表面处相比变化不大, 对 7B50 合金厚板的喷水淬火过程加以控制, 保证厚板大部分位置在淬火敏感温度区间内的平均冷却速率接近但不低于  $9.34\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , 厚板淬火-时效后将获得较好的性能。

## 参考文献 References

- [1] Dursun T, Soutis C. *Materials and Design*[J], 2014, 56(4): 862
- [2] Zhang J, Deng Y L, Yang W *et al. Materials and Design*[J], 2014, 56(4): 334
- [3] Robinson J S, Cudd R L, Tanner D A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 119(1-3): 261
- [4] Conserva M, Fiorini P. *Metallurgical Transactions*[J], 1973, 4(3): 857
- [5] Xiong Baiqing(熊柏青), Li Xiwu(李锡武), Zhang Yong'an(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2631
- [6] Zhang Xinming(张新明), Zhang Duanzheng(张端正), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2015, 46(2): 421
- [7] Li Peiyue(李培跃), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(5): 961
- [8] Liu Shengdan(刘胜胆), Li Chengbo(李承波), Li Lulu(李璐璐) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(6): 1564
- [9] Xu Xiaojing(许晓静), Zhang Yunkang(张允康), Deng Ping'an(邓平安) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2014, 35(3): 58
- [10] Deng Y L, Wan L, Zhang Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(13): 4636
- [11] Qi Xiaohong(祁小红), Deng Yunlai(邓运来), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(3): 666
- [12] Zhang Xinming(张新明), Yu Cuijuan(余翠娟), Liu Shengdan

- (刘胜胆) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013(10): 41
- [13] Zheng Y L, Li C B, Liu S D *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(7): 2275
- [14] Zhang Xinming(张新明), Liu Wenjun(刘文军), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2010, 31(6): 33
- [15] Zhang Xinming(张新明), Liu Shengdan(刘胜胆), You Jianghai(游江海) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(2): 260
- [16] Dai Xiaoyuan(戴晓元), Li Ni(李妮), Xiong Liang(熊亮). *Materials Review*(材料导报)[J], 2015, 29(3): 75
- [17] Newkirk J W, Mackenzie D S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2000, 9(4): 408
- [18] Kang L, Zhao G, Tian N *et al. Advanced Materials Research*[J], 2015, 1095: 168
- [19] Kang Lei(康雷), Zhao Gang(赵刚), Tian Ni(田妮) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2013, 41(10): 45
- [20] Zhang Xinming(张新明), Liu Wenjun(刘文军), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(5): 861
- [21] Li Peiyue(李培跃), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(3): 513
- [22] Wang Guojun(王国军), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2009, 33(3): 304
- [23] Sha G, Cerezo A. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(15): 4503
- [24] Srivatsan T, Sriram S, Veeraraghavan D *et al. Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(11): 2883
- [25] Berg L K, Gjønnes J, Hansen V *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(17): 3443
- [26] Deschamps A, Brechet Y. *Scripta Materialia*[J], 1998, 39(11): 1517
- [27] Buha J, Lumley R N, Crosky A G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 1
- [28] Li P Y, Xiong B Q, Zhang Y A *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2): 268
- [29] Liu Shengdan(刘胜胆), Li Chengbo(李承波), Deng Yunlai(邓运来) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(3): 343
- [30] Viana F, Pinto A M P, Santos H M C *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, 92-93: 54
- [31] Löffler H, Kovacs I, Lendvai J. *Journal of Materials Science* [J], 1983, 18(8): 2215
- [32] Dlubek G, Krause R, Brümmer O *et al. Journal of Materials Science*[J], 1986, 21(3): 853

## Hardenability and Critical Average Cooling Rates of 7B50 Aluminum Alloy

Kang Lei<sup>1</sup>, Zhao Gang<sup>1</sup>, Liu Kun<sup>2</sup>, Tian Ni<sup>1</sup>

(1. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. University of Quebec at Chicoutimi, Quebec G7H 2B1, Canada)

**Abstract:** The hardenability and critical cooling rates of 7B50 alloy were investigated based on measured cooling curves obtained from the spray quenching test on modified Jominy specimen, electrical conductivity and hardness in different aging tempers, and microstructures evolution in natural aging temper. Results show that the hardened depth of 7B50 alloy is about 70 mm in natural aging temper while it decreases to 60 mm after natural aging for 50 d followed by artificial peak aging treatment with the corresponding average cooling rates in quench sensitive temperature range (420~230 °C) increasing from 1.55 °C·s<sup>-1</sup> to 1.95 °C·s<sup>-1</sup>, indicating worse hardenability and more quench sensitivity after artificial peak aging treatment. During water-spray quenching, the precipitates form firstly on grain/subgrain boundaries and then at some special positions in matrix, such as Al<sub>3</sub>Zr particles. The inhomogeneous precipitates on grain/subgrain boundaries are observed at a location of 3 mm from the quenching surface with the corresponding average cooling rate of 981 °C·s<sup>-1</sup>. While inhomogeneous precipitates in matrix are observed at a location of 10 mm from the quenching surface with the corresponding average cooling rate of 37.75 °C·s<sup>-1</sup>. Properties of the alloy at 25 mm from the quenching surface have little changed compared with those on the quenching surface and the corresponding average cooling rate at the location of 25 mm is 9.34 °C·s<sup>-1</sup> which is much smaller than that on the quenching surface. Therefore, during the spray quenching process, the average cooling rate of 7B50 alloy thick plates should be controlled to be close to but not less than 9.34 °C·s<sup>-1</sup>, in order to get excellent and uniform properties after quenching and aging.

**Key words:** 7B50 aluminum alloy; water-spray quenching; hardenability; cooling rate; microstructure

Corresponding author: Tian Ni, Associate Professor, Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83691571, E-mail: tiann@atm.neu.edu.cn